

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-033140

(43)Date of publication of application : 08.02.1994

---

(51)Int.Cl.

C21D 8/02  
C21D 9/46  
// C22C 38/00  
C22C 38/06

---

(21)Application number : 04-186721

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 14.07.1992

(72)Inventor : KUROSAWA NOBUTAKA  
SAEKI MAKOTO  
KATO TOSHIYUKI

---

**(54) PRODUCTION OF HOT ROLLED PLATE OF HIGH TENSILE STRENGTH STEEL  
EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTIC**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To control the fatigue limit ratio of a starting plate to  $\geq 0.5$  and to maintain superior fatigue characteristics even after performing baking aging treatment, etc.

**CONSTITUTION:** At the time of producing a hot rolled plate of high tensile strength steel, a continuously cast slab having a composition containing, by weight, 0.05-0.20% C, 0.50-2.00% Si, 0.50-2.00% Mn,  $\leq 0.01\%$  Al, and 0.003-0.020% N is reheated up to 1050-1250° C and hot rolling is finished at a temp. in the range between Ar3 and (Ar3+100)° C. Then the resulting plate is cooled down to  $\leq 400^\circ$  C at  $\geq 30^\circ$  C/sec average cooling rate and coiled.

**\* NOTICES \***

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

**CLAIMS**

---

[Claim(s)]

[Claim 1]C:0.05 – 0.20wt% and Si:0.50 – 2.00wt%, Less than aluminum:0.01wt% and N:0.003 – 0.020 wt% are contained Mn:0.50 – 2.00wt%, After the remainder's reheating continuous casting slab which consists of Fe and inevitable impurities at 1050–1250 \*\*, Hot-rolling is ended by  $Ar_3 - (Ar_3 + 100)$  \*\*, and, subsequently it is at speed beyond an average cooling rate:30 \*\*/second. A manufacturing method of a hot-rolling high-tensile steel sheet which was excellent in fatigue characteristics characterized by rolling round after cooling to a temperature region 400 \*\* or less.

---

[Translation done.]

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-33140

(43)公開日 平成6年(1994)2月8日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02	A	7412-4K		
9/46	S			
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 W			
38/06				

審査請求 未請求 請求項の数1(全 7 頁)

(21)出願番号 特願平4-186721

(22)出願日 平成4年(1992)7月14日

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72)発明者 黒澤 伸隆

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 佐伯 真事

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 加藤 俊之

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

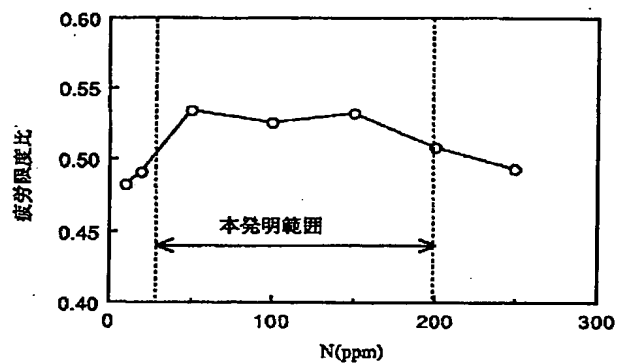
(74)代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

(54)【発明の名称】 疲労特性の優れた熱延高張力鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 原板の疲労限界比が0.5 以上で、しかも焼付け時効処理等を施しても良好な疲労特性を維持する。

【構成】 熱延高張力鋼板の製造に際し、C : 0.05~0.20wt%、Si : 0.50~2.00wt%、Mn : 0.50~2.00wt%、Al : 0.01wt%以下およびN : 0.003 ~0.020 wt%を含有する連続铸造スラブを、1050~1250℃に再加熱後、Ar<sub>3</sub>~(Ar<sub>3</sub>+100)℃で熱間圧延を終了し、ついで平均冷却速度 : 30℃/秒以上の速度で 400℃以下の温度域まで冷却したのち、巻取る。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】C：0.05～0.20wt%、

Si：0.50～2.00wt%、

Mn：0.50～2.00wt%、

Al：0.01wt%以下および

N：0.003～0.020 wt%

を含有し、残部はFe及び不可避免の不純物からなる連続製造スラブを、1050～1250℃に再加熱後、 $Ar_3 \sim (Ar_3 + 100)^\circ C$ で熱間圧延を終了し、ついで平均冷却速度：30℃/秒以上の速度で400℃以下の温度域まで冷却したのち、巻取することを特徴とする疲労特性の優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車用足回り部品等の用途に用いて好適な高張力熱延鋼板の製造方法に関し、特に、疲労特性に優れた熱延高張力鋼板を製造する方法を提案する。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車業界では、乗員の安全確保および車体軽量化による燃費向上の観点から、高張力鋼板の需要が増大している。特に、自動車の足回り部品等は重要な保安部品であり、高張力鋼板の使用に際してはその加工性と同時に疲労特性が大きな問題となる。

【0003】従来、疲労特性は、引張強度にほぼ比例すると言われ、鋼種による差は不明確であった。しかし、このことについて、さらに詳細に検討してみると、疲労特性の一つの指標である疲労限度比 $\sigma_f / \sigma_b$ 〔ここで、 $\sigma_f$ ：疲労限度(10<sup>7</sup>サイクル時間強度)、 $\sigma_b$ ：引張強度〕は、表面性状やマイクロ組織の種類等によって異なっていることが判った。例えば、両振りの平面曲げ疲労試験では、疲労限度比は0.40～0.55程度の範囲にあるが、この疲労限度比が0.5以上の場合に疲労特性に優れた鋼板と言うことができる。

【0004】このような疲労特性の優れた鋼板を得る方法として、例えば特開平3-126813号公報には、表面性状と表面組織の両者を制御する方法が示されている。しかしながらこの方法は、疲労特性を向上させるのに有効であるとはいえ、熱延終了温度及びその後の冷却パターンの厳密な制御が必要であり、わずかな制御ずれによっても疲労特性が大きく低下してしまう場合があった。

【0005】またホイールのような部品は、加工後、焼付け塗装処理が施されるため、実際の使用に際しては、原板の疲労特性以上に予歪+焼付け時効処理後の疲労特性が重要となる。このような処理後の疲労特性について、一般的な傾向は知られていないが、少なくとも原板より疲労特性が劣化するようでは好ましいとは言えない。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記のよう

な現状に鑑みて開発されたもので、原板の疲労限界比が0.5以上でかつ、焼付け時効処理等を施しても良好な疲労特性を維持できる熱延高張力鋼板の有利な製造方法を提案することを目的とする。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】上掲の課題を克服するには、C：0.05～0.20wt%（以下単に%で示す）、Si：0.50～2.00%、Mn：0.50～2.00%、Al：0.01%以下およびN：0.003～0.020%を含有し、残部はFe及び不可避免の不純物からなる連続製造スラブを、1050～1250℃に再加熱後、 $Ar_3 \sim (Ar_3 + 100)^\circ C$ で熱間圧延を終了し、ついで平均冷却速度：30℃/秒以上の速度で400℃以下の温度域まで冷却したのち、巻取することを特徴とする疲労特性の優れた熱延高張力鋼板の製造方法が有利である。

【0008】以下、本発明に想到するに至った実験結果について説明する。さて疲労特性を左右する要因としては、表面性状と組織の2つがある。このうちの組織的な要因について、疲労特性改善のための実験と検討を繰り返した。その結果、熱延ままの高張力鋼板においては、フェライト-マルテンサイト組織のデュアルフェーズ鋼と、フェライト-ベイナイト-オーステナイト組織の残留オーステナイト鋼が、他の鋼種に比べて疲労限度比に優れることが判明した。しかしながら、同じデュアルフェーズ鋼であっても疲労限度比にかなりの差があったため、この点について、さらに検討を加えたところ、C：0.09%、Si：1.0%、Mn：1.0%、S：0.002%の成分系では、AlとNの含有量の変化に応じて、疲労限度比が大きく変化することが判った。

【0009】図1及び図2にそれぞれ、疲労限度比とN含有量及びAl含有量との関係を示す。なお図1の場合のAl量は0.005%であり、図2の場合のN量は50ppmである。また、圧延終了温度はいずれも830℃で、コイル巻取り温度は300℃とした。図1より、疲労限度比を向上させるためには、適当量のNの含有が必要であること、また図2より、Alを含有させると疲労限度比が低下することが判った。

【0010】上述したとおり、疲労限度比を向上させるためには、鋼中にある程度のNを固溶させる必要があることが判明したが、このようなNの固溶は、常温での時効現象として現れ、ストレッチャーストレインを生じさせる原因となるため、通常のプレス用鋼板では嫌われてきた。しかしながら、高張力のデュアルフェーズ鋼では、時効性による欠点はないため、疲労特性の向上に寄与することになるのである。

【0011】また、このような成分系で、デュアルフェーズ鋼を製造するには、400℃以下のコイル巻取りが必要であるが、かような条件下において、疲労限度比は、図3に示すように良好な値をとることも併せて究明された。なお、この時の成分は、C：0.09%、Si：1.0%、Mn：1.0%、S：0.002%、Al：0.005%、N：0.005

%, また圧延終了温度は 830℃である。以上のような実験結果を踏まえ、さらに研究を進めた結果開発されたのが、本発明鋼である。

#### 【0012】

【作用】次に、本発明において、素材の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C: 0.05~0.20%

Cは、鋼板の強度を上昇させるのに有用な元素であり、第二相の形成、フェライトへの固溶を通して疲労強度の向上に有効に寄与する。しかしながら含有量が0.05%未満ではこれらの効果を十分に達成できず、一方、0.20%を超えて多量に添加すると溶接性が劣化するので、0.05~0.20%の範囲に限定した。

【0013】Si: 0.50~2.00%

Siは、延性を劣化させることなしに、強度を上昇させる有用元素であり、フェライト変態を助長し、オーステナイト中のCを濃化させることにより、適切な第二相を形成する。そのためには少なくとも0.50%の添加が必要であるが、2.00%を超えて添加すると、表面に赤スケールと呼ばれる表面疵が生成し易くなり、かえって疲労強度を低下させるので、0.50~2.00%の範囲に限定した。

【0014】Mn: 0.50~2.00%

Mnは、Cと同様、鋼の強化元素として有用な元素であり、適切な第二相を形成するためには0.50%以上を必要とする。しかし2.00%を超える多量添加は、フェライト変態を抑制し、第二相分率を高め過ぎて、かえって疲労強度を劣化させるので0.50~2.00%の範囲に限定した。

【0015】Al: 0.01%以下

鋼を連続鋳造法で製造する場合には溶鋼の脱酸は不可欠であり、かかる脱酸剤として通常はAlが使用される。従って、本発明鋼においても、Alは不可避免的に混入してくるが、かかるAlがアルミナ( $Al_2O_3$ )として存在していると亀裂発生起点となり、一方固溶状態にあると熱間圧延の過程でアルミナイトライド( $AlN$ )として析出し、疲労に有効な固溶Nを減少させ、疲労強度を低下させる。従って、Alの混入は極力制限することが好ましいが、0.01%以下で許容される。

【0016】N: 0.003~0.020%

Nは、フェライト中に固溶することにより疲労強度の上

昇に有効に寄与する。そのためには少なくとも0.003%を必要とするが、0.020%を超えて多量に添加すると著しい時効劣化を生じると共に、ガス発生による巣欠陥が生じ易くなるため、その含有量は0.003~0.020%の範囲に限定した。

【0017】次に、熱延条件について具体的に説明する。

#### ・スラブ加熱温度

スラブ加熱温度は、仕上げ圧延を所定の温度範囲で終了させるためには1050℃以上とする必要がある。とはいえ、加熱温度があまりに高くなると、強固なSiスケールが発生し、表面性状の劣化が避けられないので、上限は1250℃に設定した。

#### 【0018】・熱間圧延終了温度

結晶粒微細化により疲労強度を向上させるためには、熱間圧延終了温度は変態点を下回らない範囲でできるだけ低温が好ましく、それ故  $Ar_3 \sim (Ar_3 + 100)^\circ C$  の範囲に限定した。

#### 【0019】・平均冷却速度

冷却速度が遅い場合には $\alpha$ 変態後、 $\alpha$ 粒が成長、粗大化し、微細化効果による強度向上が望めなくなるので、平均冷却速度 $\geq 50^\circ C/秒$ の速度で冷却するものとした。

#### 【0020】・巻取り温度

巻取り温度が400℃を超えると第二相がパーライトとなり、デュアルフェーズ鋼としての特徴が得られないだけでなく、前掲図3にも示したように良好な疲労強度も得られないので、400℃以下で巻取るものとした。

#### 【0021】

【実施例】表1に示す種々の化学成分になる鋼を、表2に示す圧延条件で熱延し、板厚: 3.0 mmの熱延板に仕上げた。得られた各熱延板から、圧延直角方向にJIS 5号引張試験片及び平面曲げ疲労試験片を採取し、引張試験及び平面曲げ疲労試験を行った。なお、平面曲げ疲労試験は、10%の予歪を与えた後、180℃、30分の焼付け塗装相当の処理を施したものについても実施した。得られた結果を表3に示す。

#### 【0022】

#### 【表1】

鋼 種	化 学 成 分 (%)					
	C	Si	Mn	Al	S	N
A	0.09	1.02	1.01	0.005	0.002	<u>0.0011</u>
B	0.09	1.04	0.99	0.006	0.002	<u>0.0020</u>
C	0.09	0.99	1.00	0.005	0.002	0.0050
D	0.09	0.95	1.02	0.005	0.002	0.0099
E	0.09	1.08	0.95	0.004	0.002	0.0152
F	0.09	1.05	0.99	0.005	0.002	0.0200
G	0.09	0.97	0.95	0.006	0.002	<u>0.0248</u>
H	0.09	0.91	1.08	0.003	0.002	0.0049
I	0.09	1.06	1.05	0.007	0.002	0.0052
J	0.09	1.10	0.97	0.010	0.002	0.0047
K	0.09	0.95	0.91	<u>0.021</u>	0.002	0.0053
L	0.09	0.99	1.06	<u>0.033</u>	0.002	0.0052
M	0.09	0.94	1.10	<u>0.050</u>	0.002	0.0049
N	0.15	1.50	1.51	0.005	0.001	0.0052
O	0.15	1.50	<u>2.50</u>	0.006	0.002	0.0053
P	0.16	<u>2.52</u>	1.51	0.005	0.001	0.0049
Q	<u>0.02</u>	1.51	1.51	0.007	0.001	0.0053

番号	鋼種	加熱温度 (℃)	圧延終了温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/秒)	巻取り温度 (℃)
1	A	1200	850	50	250
2	B	1200	850	60	300
3	C	1200	<u>740</u>	50	300
4	C	1200	840	70	300
5	C	1200	<u>960</u>	50	300
6	C	1200	850	<u>10</u>	300
7	C	1200	850	40	100
8	C	1200	860	50	<u>500</u>
9	D	1200	840	40	250
10	E	1200	840	70	300
11	F	1200	850	60	300
12	G	1200	850	50	200
13	H	1200	840	50	300
14	I	1200	860	50	250
15	J	1200	850	50	300
16	K	1200	850	50	300
17	L	1200	850	60	300
18	M	1200	850	60	300
19	N	1200	830	50	250
20	O	1200	820	50	300
21	P	1200	870	70	300
22	Q	1200	860	60	300

【0024】

【表3】

番号	機 械 的 特 性			疲 労 特 性		備 考
	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	El (%)	$\sigma_{w0}/\sigma_B$	$\sigma_{w1}/\sigma_B$	
1	56	33	36	0.48	0.48	比較例
2	57	34	35	0.49	0.49	"
3	55	44	29	0.42	0.43	"
4	58	35	35	0.53	0.58	適合例
5	63	50	26	0.41	0.42	比較例
6	53	40	34	0.45	0.45	"
7	65	38	31	0.54	0.58	適合例
8	53	41	33	0.45	0.46	比較例
9	59	35	34	0.53	0.55	適合例
10	62	38	32	0.53	0.56	"
11	65	43	30	0.51	0.55	"
12	67	44	28	0.49	0.47	比較例
13	57	34	35	0.54	0.56	適合例
14	58	35	35	0.52	0.55	"
15	58	36	34	0.52	0.55	"
16	58	35	34	0.48	0.47	比較例
17	58	35	33	0.47	0.47	"
18	58	37	33	0.47	0.47	"
19	74	50	35	0.54	0.57	適合例
20	85	52	26	0.45	0.46	比較例
21	83	58	29	0.42	0.43	"
22	40	24	38	0.45	0.45	"

注)  $\sigma_{w0}$  : 原板の疲労強度(10<sup>7</sup>回)  
 $\sigma_{w1}$  : 歪時効処理後の疲労強度(10<sup>7</sup>回、10%予歪 + 180℃×30分)  
 $\sigma_B$  : 引張強度(TS)

【0025】表3から明らかなように、No.1, 2 はN量が少なすぎるため、No.12 はN量が多すぎるため、No.16, 17, 18 はAl量が多すぎるため、それぞれ引張強度に対応した疲労強度が得られていない。またNo.20 はMn量が多すぎるため、所定の複合組織が得られず、延性、疲労強度ともに低い。No.21 はSi量が多すぎるため、表面状態が悪く、疲労強度も低い。No.22 はC量が少なすぎるため、疲労強度が低い。さらに、No.3, 5, 6, 8 はい

ずれも、圧延条件が本発明の適正範囲外であるため、所定の複合組織が得られず、延性、疲労強度共に低い。これに対し、この発明に従い得られた適合例はいずれも、高延性と共に高疲労強度が得られている。しかも歪時効処理後の疲労特性が原板の疲労強度よりも向上しており、優れた特性を維持しているといえる。

【0026】

【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、従

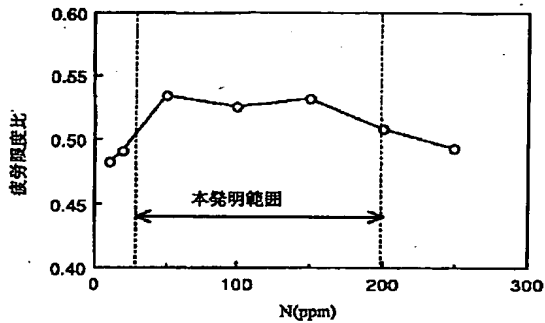


来鋼よりも優れた疲労特性を有する熱延高張力鋼板を得ることができ、しかも得られる特性は安定し、その鋼板の生産性は高く、経済性に優れているので、本鋼板の製造者、使用者共に得られる効果は大きい。

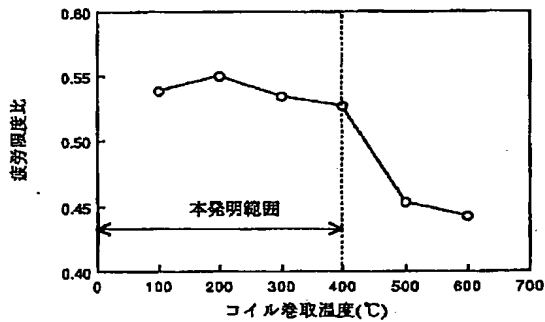
【図面の簡単な説明】

【図1】 N含有量と疲労限度比との関係を示すグラフで\*

【図1】



【図3】



\* ある。

【図2】 Al含有量と疲労限度比との関係を示すグラフである。

【図3】 コイル巻取温度と疲労限度比との関係を示すグラフである。

【図2】

